

PUBLICATION NUMBER : 2003003229
PUBLICATION DATE : 08-01-03

APPLICATION DATE : 19-06-01
APPLICATION NUMBER : 2001185362

APPLICANT : NIPPON STEEL CORP;

INVENTOR : KOSEKI TOSHIHIKO;

INT.CL. : C22C 38/00 C21D 8/02 C22C 38/06 C22C 38/58

TITLE : THICK STEEL PLATE HAVING EXCELLENT FATIGUE STRENGTH AND PRODUCTION METHOD THEREFOR

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a means by which the fatigue crack propagation rate of a base metal is suppressed, and the fatigue strength of a joint is improved in a thick steel plate having tensile strength in a ≥ 400 MPa class, and used for a welding structural member without depending on the addition of large quantities of alloy elements and a production method inferior in productivity or complicated.

SOLUTION: The thick steel plate has a composition containing proper amounts of C, Si, Mn, Al and N, and, if required, further containing Ni, Cu, Cr, Mo, W, Ti, V, Nb, Zr, Ta, B, Mg, Ca and rare earth metals, and also has a structure consisting of ferrite and a hard secondary phase. In the cross-sectional structure in the plate thickness parallel to the longitudinal direction of the steel plate, all conditions; that the ferrite grain size is ≤ 20 μm ; that the ratio of the hard secondary phase consisting of bainite or martensite or a mixed structure of both is 10 to 70%; that the average Vickers hardness is ≥ 230 ; and that the average aspect ratio is ≥ 10 are satisfied, so that the fatigue crack propagation in the base metal is delayed, and the fatigue strength of the joint is improved.

COPYRIGHT: (C)2003,JPO

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2003-3229

(P2003-3229A)

(43)公開日 平成15年1月8日 (2003.1.8)

(51)Int.Cl.
C 22 C 38/00
C 21 D 8/02
C 22 C 38/06
38/58

識別記号
3 0 1

F I
C 22 C 38/00
C 21 D 8/02
C 22 C 38/06
38/58

テーマコード(参考)
3 0 1 A 4 K 0 3 2
A

(21)出願番号 特願2001-185362(P2001-185362)

(22)出願日 平成13年6月19日 (2001.6.19)

審査請求 未請求 請求項の数5 OL (全14頁)

(71)出願人 000006655

新日本製鐵株式会社
東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72)発明者 長谷川 俊永

大分市大字西ノ州1番地 新日本製鐵株式
会社大分製鐵所内

(72)発明者 皆川 昌紀

大分市大字西ノ州1番地 新日本製鐵株式
会社大分製鐵所内

(74)代理人 100105441

弁理士 田中 久喬 (外1名)

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 疲労強度に優れた厚鋼板とその製造方法

(57)【要約】

【課題】 本発明は、溶接構造部材に用いられる引張強さが400 MPa級以上の厚鋼板において、合金元素の多量添加や、生産性の劣る、あるいは複雑な製造方法によらずに、母材の疲労き裂進展速度を抑制して継手疲労強度を向上させる手段を提供するものである。

【解決手段】 C、Si、Mn、Al、Nを適正量含有し、さらに必要に応じて、Ni、Cu、Cr、Mo、W、Ti、V、Nb、Zr、Ta、B、Mg、Ca、REM、を含有し、かつ、フェライトと硬質第二相となる組織を有する厚鋼板で、鋼板長手方向に平行な板厚断面組織が、フェライト粒径が20μm以下、ベイナイトあるいはマルテンサイトあるいは両者の混合組織からなる硬質第二相の割合が、10～70%、平均ピッカース硬さが230以上、平均アスペクト比が10以上、の条件を全て満たすことによって、母材の疲労き裂進展を著しく遅延させて、継手の疲労強度を向上させる。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、C : 0.04~0.3%、Si : 0.01~2%、Mn : 0.1~3%、Al : 0.001~0.1%、N : 0.001~0.01%を含有し、P : 0.02%以下、S : 0.01%以下を含有し、残部が鉄及び不可避不純物からなり、フェライトと硬質第二相とからなる組織を有し、鋼板長手方向に平行な板厚断面組織における前記フェライトと硬質第二相とが①~④の条件を全て満たしている厚鋼板において、前記硬質第二相の組織がベイナイト、マルテンサイトのいずれか又は両者の混合組織からなることを特徴とする、疲労強度に優れた厚鋼板。

①平均フェライト粒径 : 20 μm 以下

②硬質第二相の割合 : 10~70%

③硬質第二相の平均ビッカース硬さ : 230以上

④硬質第二相の平均アスペクト比 (平均鋼板長手方向長さ/平均板厚方向長さ) : 10以上

【請求項2】 さらに、質量%で、Ni : 0.01~6%、Cu : 0.01~1.5%、Cr : 0.01~2%、Mo : 0.01~2%、W : 0.01~2%、Ti : 0.003~0.1%、V : 0.005~0.5%、Nb : 0.003~0.2%、Zr : 0.003~0.1%、Ta : 0.005~0.2%、B : 0.002~0.005%のうちの1種又は2種以上を含有することを特徴とする、請求項1に記載の疲労強度に優れた厚鋼板。

【請求項3】 さらに、質量%で、Mg : 0.0005~0.01%、Ca : 0.0005~0.01%、REM : 0.005~0.1%のうちの1種又は2種以上を含有することを特徴とする、請求項1又は2に記載の疲労強度に優れた厚鋼板。

【請求項4】 前記請求項1~3のいずれかに記載の成分を有する鋼片を AC_3 変態点~1250°Cに再加熱し、開始温度が850°C以下、終了温度が Ar_3 変態点以上で、累積圧下率が30%以上の圧延を含み、全圧下比が5以上、熱間圧延を行い、500°C以下まで5°C/s以下の冷却速度で冷却した後、さらに (AC_1 変態点+30°C)~(AC_3 変態点-50°C)に再加熱し、400°C以下まで5~100°C/sで冷却することを特徴とする、疲労強度に優れた厚鋼板の製造方法。

【請求項5】 250~600°Cで焼戻すことを特徴とする、請求項4に記載の疲労強度に優れた厚鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は疲労強度が必要とされる溶接構造部材に用いられる、引張強さが400 MPa級以上の厚鋼板とその製造方法に関するものである。本発明鋼板は、例えば、海洋構造物、圧力容器、造船、橋梁、建築物、ラインパイプなどの溶接鋼構造物一般に

用いることができるが、特に疲労強度を必要とする海洋構造物、造船、橋梁、建設構造物、等の構造物用鋼板として有用である。また、その他、構造部材として用いられ、疲労強度が要求される鋼管素材、あるいは形鋼にも適用可能である。

【0002】

【従来の技術】 溶接構造物の大型化と環境保全の要求の高まりに伴い、構造物部材に対して従来にも増した信頼性が要求されるようになってきている。現在の構造物は溶接構造が一般的であり、溶接構造物で想定される破壊形態としては、疲労破壊、脆性破壊、延性破壊などがあるが、これらの内、最も頻度が高い破壊形態は、初期欠陥からの脆性破壊あるいは疲労破壊、さらには疲労破壊の後に続く脆性破壊である。また、これらの破壊形態は、構造物の設計上の配慮だけでは防止が困難であり、また、突然の構造物の崩壊の原因となることが多く、構造物の安全確保の観点からはその防止が最も必要とされる破壊形態である。

【0003】 脆性破壊については、化学組成的にNiの添加や、変態組織の最適化等の改善手段があり、また製造方法的にも制御圧延や加工熱処理による組織微細化により改善が可能である。一方、疲労特性の場合、平滑部材に関しては強度向上等により改善することは可能であるが、溶接構造では溶接部の止端部形状に疲労強度が支配されるために、強度向上や組織改善による冶金的手段での疲労強度(継手疲労強度)向上は不可能であると考えられていた。すなわち、疲労強度が問題となる構造物では、高張力鋼を用いても設計強度を高めることができず、高張力鋼使用の利点が得られなかった。従って、従来このような溶接構造物においては、応力集中部となっている溶接止端部の形状を改善するための、いわゆる止端処理によって継手疲労強度の改善が図られてきた。例えば、グラインダーによって止端を削って止端半径を大きくする方法、TIG溶接によって止端部を再溶融させて止端形状を滑らかにする方法(例えば、特公昭54-30386号公報)、ショットピーニングによって止端部に圧縮応力を発生させる方法等である。

【0004】 しかし、これらの止端処理は非常に手間がかかるものであるため、コスト低減、生産性改善のために、止端処理によらない、鋼材自体の継手疲労強度改善手段が待たれていた。

【0005】 最近、このような要求に応えて、いくつかの継手疲労強度の良好な鋼材が提案されている。例えば、溶接熱影響部(HAZ)の組織をフェライト(α)とすることによって HAZの疲労強度を向上できる技術(特開平8-73983号公報)が示されている。しかし、本技術は HAZ組織をフェライト組織とする必要性から、製造できる鋼材の強度レベルに限界があり、引張強さが780 MPaを超えるような高強度鋼材を製造することはできない。

【0006】引張強度が590 MPa以上の高強度鋼の継手疲労強度を改善する手段もいくつか提案されており、HAZのベイナイト組織の疲労き裂の発生・伝播特性改善に高Si化（特開平8-209295号公報）、高Nb化（特開平10-1743号公報）が有効との報告がある。しかし、Si、Nbとも多量に添加すると、韌性を大幅に劣化する元素であり、また、鋼片の割れを生じる等、製造上の問題を生じる懸念もある。

【0007】上記従来技術はいずれもHAZ組織の疲労き裂の発生及びHAZ中の疲労き裂伝播を改善する手段であるが、HAZは止端部の応力集中の影響を大きく受けるため、止端形状によっては効果が生じなかったり、小さかったりする場合がある。

【0008】止端形状によらずに継手疲労強度を改善するためには、止端部から発生した疲労き裂の母材での伝播を遅延させることが有効である。このような考え方に基づいて、平均フェライト粒径が20 μ m以下の細粒組織中に、粗大フェライトを分散させた母材組織とすることによって、母材の疲労き裂進展特性を向上させる技術（特開平7-90481号公報）が開示されている。しかし、この場合も、フェライト主体組織とする必要性から、引張強度で580 MPa級程度の鋼材までしか製造できない。

【0009】さらに、母材の疲労き裂伝播を抑制することによって疲労強度を高める技術として、フェライトと硬質第二相からなる組織において、フェライトの硬さと硬質第二相の硬さとの間に一定の関係を規定した上で、第二相の形態（アスペクト比、間隔）、あるいは／及び、集合組織を規定した技術が、特開平11-1742号公報に開示されている。本技術は現在示されている技術の中では、疲労き裂伝播抑制に最も優れた手段の一つであるが、組織形成、集合組織発達のために、二相域～フェライト域での累積圧下率を大きくすることが必要であるため、生産性の劣化、鋼板形状の悪化等の課題を有している。

【0010】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、溶接構造部材に用いられる引張強さが400 MPa級以上の厚鋼板において、止端形状によらずに継手疲労強度を向上させるために、母材の耐疲労き裂伝播特性が優れた厚鋼板を、特殊あるいは高価な合金元素の多量添加や、生産性の劣る、あるいは複雑な製造方法によらずに提供することを課題とする。

【0011】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、引張強さが400 MPa級以上の鋼材において、母材の耐疲労き裂伝播特性を向上することにより、継手の止端形状に依存せずに継手疲労強度向上させるための手段を、疲労き裂の進展挙動と鋼材ミクロ組織との関係の詳細な実験結果から見いだした。すなわち、継手止端部の応力集中部

から発生した疲労き裂が板厚方向に伝播する場合、フェライトと適正な形態及び特性を有する硬質第二相との混合組織においては、両組織の界面又は界面近傍で、疲労き裂の停滞、折れ曲がり、分岐等を生じる場合が多く、また、硬質第二相にき裂が伝播する場合には硬質第二相内の疲労き裂の進展が著しく抑制される。これらの総合的な効果によって、母材中のマクロな疲労き裂伝播速度は大幅に低減すること、そして、このような疲労き裂進展抑制のためには、フェライト相と硬質第二相の組織形態、特性が適正化されれば、二相域圧延は必ずしも必須要件ではないことを知見した。

【0012】さらに、本発明者らは、上記母材の耐疲労き裂伝播特性に好ましい組織形態を形成せしめるための、工業的に最も好ましい手段を詳細な実験に基づいて確立した。

【0013】本発明は、以上の知見に基づいて発明したものであり、要旨は以下の通りである。

【0014】(1) 質量%で、C : 0.04~0.3%、Si : 0.01~2%、Mn : 0.1~3%、Al : 0.001~0.1%、N : 0.001~0.01%を含有し、P : 0.02%以下、S : 0.01%以下を含有し、残部が鉄及び不可避不純物からなり、フェライトと硬質第二相とからなる組織を有し、鋼板長手方向に平行な板厚断面組織における前記フェライトと硬質第二相とが①~④の条件を全て満たしている厚鋼板において、前記硬質第二相の組織がベイナイト、マルテンサイトのいずれか又は両者の混合組織からなることを特徴とする、疲労強度に優れた厚鋼板。
 ①平均フェライト粒径 : 20 μ m以下
 ②硬質第二相の割合 : 10~70%
 ③硬質第二相の平均ビッカース硬さ : 230以上
 ④硬質第二相の平均アスペクト比（平均鋼板長手方向長さ／平均板厚方向長さ） : 1.0以上

【0015】(2) さらに、質量%で、Ni : 0.01~6%、Cu : 0.01~1.5%、Cr : 0.01~2%、Mo : 0.01~2%、W : 0.01~2%、Ti : 0.003~0.1%、V : 0.005~0.5%、Nb : 0.003~0.2%、Zr : 0.03~0.1%、Ta : 0.005~0.2%、B : 0.0002~0.005%のうちの1種又は2種以上を含有することを特徴とする、前記(1)に記載の疲労強度に優れた厚鋼板。

【0016】(3) さらに、質量%で、Mg : 0.005~0.01%、Ca : 0.0005~0.01%、REM : 0.005~0.1%のうちの1種又は2種以上を含有することを特徴とする、前記(1)又は(2)に記載の疲労強度に優れた厚鋼板。

【0017】(4) 前記(1)~(3)いずれかに記載の成分を有する鋼片をAC₃変態点~1250°Cに再加熱し、開始温度が850°C以下、終了温度がAr₃変態点以上で、累積圧下率が30%以上の圧延を含み、全

圧下比が5以上の熱間圧延を行い、500°C以下まで5°C/s以下の冷却速度で冷却した後、さらに(AC₁変態点+30°C)～(AC₃変態点-50°C)に再加熱し、400°C以下まで5～100°C/sで冷却することを特徴とする、疲労強度に優れた厚鋼板の製造方法。

【0018】(5) 250～600°Cで焼戻すことを特徴とする、前記(4)に記載の疲労強度に優れた厚鋼板の製造方法。

【0019】

【発明の実施の形態】本発明は、母材の疲労き裂伝播特性を向上することで継手疲労強度を確保することを目的としたものである。その最も重要な要件は、母材組織が、「フェライトと硬質第二相とからなる組織を有し、鋼板長手方向に平行な板厚断面組織において、該フェライトと硬質第二相とが、①平均フェライト粒径：20μm以下、②ベイナイトあるいはマルテンサイトあるいは両者の混合組織からなる硬質第二相の割合：10～70%、③硬質第二相の平均ビッカース硬さ：230以上、④硬質第二相の平均アスペクト比（平均鋼板長手方向長さ/平均板厚方向長さ）：10以上、の条件を満足する」ことにある。

【0020】母材の疲労き裂伝播を抑制することによって疲労強度を高める技術として、フェライトと硬質第二相からなる組織において、フェライトの硬さと硬質第二相の硬さとの間に一定の関係を規定した上で、第二相の形態（アスペクト比、間隔）、あるいは／及び、集合組織を規定した技術が、すでに、特開平11-1742号公報に開示されている。本発明もフェライトと硬質第二相からなる組織によって疲労き裂伝播を抑制する点では同様であるが、フェライトと第二相の組織形態、特性と疲労き裂伝播挙動との関係を詳細に観察、検討した結果、上記技術とは異なった、前記①～④に特徴を持った、フェライト、硬質第二相とすることで、一層の疲労強度特性改善が可能であることを新たに見いだした。すなわち、母材の疲労き裂伝播特性向上のためには、疲労き裂の屈曲、分岐を図るとともに、適正な特性を有する硬質第二相内にも高頻度に突入させることができ、該硬質第二相内での疲労き裂進展速度が極端に小さいために、好ましく、そして、疲労き裂の確実な屈曲、分岐と硬質第二相内への疲労き裂の突入のためには、硬質第二相のアスペクト比を10以上と非常に大きくする必要があること、また、フェライトと硬質第二相の硬さの比よりも、硬質第二相の硬さ自体がより重要であることを見いだした。

【0021】以上の、基礎的な知見をベースとして、詳細な実験に基づいて、具体的に、前記①～④その組織要件を同時に満足する必要があることを導き出した。以下に各組織要件ごとに、さらに詳細に説明する。なお、本発明においては、組織の構成がフェライトと硬質第二相からなることを前提としている。これは、疲労き裂の屈

曲、分岐を生じるためには、硬質第二相の形態、特性如何によらず、フェライトと硬質第二相との混合組織であることが必須であるためである。その際、硬質第二相としては、本発明の硬質第二相のみであることが好ましいが、本発明を満足する限り、他の相、例えば、パーライト、あるいは疑似パーライトが一部分含まれていても本発明の効果を阻害するものではない。

【0022】① 平均フェライト粒径が20μm以下：本要件は疲労特性向上に直接関わるものではないが、本発明の硬質第二相を含む組織においては、硬質相が基本的には脆く、韌性に悪影響を示すため、韌性の劣化が生じる懸念があり、鋼板全体としての韌性を確保するために平均フェライト粒径を20μm以下とする。平均フェライト粒径が20μm以下であれば、2mmVノッチシャルピー衝撃試験の破面遷移温度(vTrs)で0°C以下の良好な韌性が達成できる。一方、平均フェライト粒径が20μm超では、vTrsが室温以上に劣化する懸念があり、かつ、疲労中にも脆性破壊が生じて疲労き裂伝播特性が劣化する恐れも生じる。

【0023】② ベイナイトあるいはマルテンサイトあるいは両者の混合組織からなる硬質第二相の割合が10～70%：先ず、硬質第二相としてはベイナイトあるいはマルテンサイト、各々の単相組織か、両者の混合組織とすることが必須である。該組織相はいずれも微細なラス組織で、ビッカース硬さが230以上であれば、炭化物が存在しても微細かつ高密度に存在するため、疲労き裂進展抑制の観点からは均一な組織形態と言え、き裂が概硬質第二相に突入した場合のき裂進展抑制に極めて有効である。また、低温で変態するベイナイトあるいはマルテンサイト相は、変態時に隣接するフェライト相との界面近傍に残留応力を生成し、疲労き裂の屈曲・分岐の確率を高める。一方、例えば、パーライトや疑似パーライトは、ミクロにはフェライトとセメンタイトの層状組織であるため、き裂が層間の軟質なフェライト中を選択して進展することも可能であり、また、セメンタイトは脆いため、進行するき裂先端近傍で我を生じてき裂抵抗にならない場合も多い等の理由により、ベイナイトやマルテンサイトに比べて疲労き裂進展遅延効果が小さい。本発明では、さらに、ベイナイトあるいはマルテンサイトあるいは両者の混合組織からなる硬質第二相の割合を10～70%に限定する。疲労き裂進展を硬質第二相によって抑制しようとする場合、当然、き裂前縁部に硬質第二相が存在する確率が多いほど、き裂の屈曲、分岐、さらにはき裂が硬質第二相内を進展する頻度も高くなる。この硬質第二相による疲労き裂遅延効果が最終的な疲労寿命増加に明確に反映するためには、少なくとも硬質第二相は10%以上必要である。一方、ある程度までは硬質第二相の割合が多いほど疲労特性は向上するが、硬質第二相の量が過大になると、軟質相であるフェライトの割合が極端に少なくなつて、実質的にフェライ

トと硬質第二相との二相組織とは言い難くなり、逆に疲労き裂の屈曲、分岐が生じ難くなる。また、硬質第二相は韌性に対しては好ましくなく、過剰に存在すると、フェライト粒径を20μm以下に微細化しても、韌性を大きく劣化させる懸念がある。以上の理由による硬質第二相の割合の上限は実験結果に基づいて検討し、本発明では70%とした。

【0024】③ 硬質第二相の平均ビッカース硬さが230以上：フェライト／硬質第二相界面あるいは界面近傍でのき裂の屈曲、分岐、硬質第二相内でのき裂進展速度低減によって、き裂進展遅延効果を十分発揮するためには、硬質第二相の硬さ及び形態を適正化する必要がある。硬質第二相の硬さ、形態と疲労き裂進展挙動との関係を詳細に検討した結果、先ず、硬質第二相の硬さに関しては、フェライトとの硬さの差や比ではなく、硬質第二相の硬さ自体が最も重要で、ビッカース硬さで測定した平均硬さで230以上であることが必要との結論に至った。平均ビッカース硬さが230以上であれば、疲労き裂先端の塑性変形を確実に拘束することができ、き裂の屈曲、分岐に有效地に働く。また、硬質第二相内での疲労き裂遅延も確実となる。平均ビッカース硬さが230未満では、これらの効果を確実に見込めなくなる。なお、用途によって、韌性確保をそれほど考慮する必要がない場合は、より疲労特性に効果がある条件として、平均ビッカース硬さを300以上とすることが好ましい。硬質第二相のビッカース硬さが300以上になると硬質相でのき裂遅延効果がより大きく発揮される。一方、韌性を重視する場合は、平均ビッカース硬さの上限を800とすることが、より好ましい。平均ビッカース硬さが800を超えるような硬質第二相は韌性も極端に劣るために、韌性への悪影響が避けられない場合が生じる。また、組成によっては、疲労試験中に硬質第二相が脆性破壊しやすくなり、疲労特性に関しても好ましくない。

【0025】④ 硬質第二相の平均アスペクト比（平均鋼板長手方向長さ／平均板厚方向長さ）が10以上：進展中の疲労き裂先端に硬質第二相が存在する確率、き裂の屈曲や分岐をより確実とし、分岐き裂の長さや、迂回距離を大きくするために、硬質第二相をバンド状にすることが好ましい。継手止端で発生した疲労き裂は板厚方向に進展するため、鋼板の長手方向にバンド状組織を形成することが好ましい。バンド組織の形態の指標を、鋼板長手方向に平行な板厚断面組織における、平均アスペクト比（硬質第二相の平均鋼板長手方向長さ／平均板厚方向長さ）とした場合、上記効果を発揮するためには、該平均アスペクト比は10以上とする必要がある。平均アスペクト比が10未満であると、不可避的なミクロ組織の鋼板内のばらつきを考えた場合、き裂が硬質第二相以外の場所を、大きな迂回をせずに進展できる可能性が出てくるため、好ましくない。なお、硬質第二相の形態に関しては、割合とアスペクト比が規定された範囲であ

れば、多少個々のサイズが異なっても効果は十分発揮される。ただし、硬質相内でのき裂遅延効果をさらに有効利用しようとするならば、硬質第二相の平均厚さを1μm以上することが、より好ましい。

【0026】以上のように、本発明が目的としている、母材の疲労き裂の遅延による疲労強度向上には、①～④の組織要件が必須であるが、加えて各々の化学組成についても具体的に限定する必要がある。以下に、本発明における、化学組成の限定理由を述べる。

【0027】先ず、Cは、硬質第二相の硬さを高めるのに有効な成分である。0.04%未満では、安定的にビッカース硬さが230以上の硬質第二相を10%以上存在させることができないため、本発明ではCの下限を0.04%とする。ただし、0.3%を超える過剰の含有は母材及び溶接部の韌性や耐溶接割れ性を低下させるため、上限は0.3%とした。

【0028】次に、Siは、脱酸元素として、また、母材の強度確保に有効な元素であるが、0.01%未満の含有では脱酸が不十分となり、また強度確保に不利である。逆に2%を超える過剰の含有は粗大な酸化物を形成して延性や韌性の劣化を招く。そこで、Siの範囲は0.01～2%とした。

【0029】また、Mnは母材の強度、韌性の確保に必要な元素であり、最低限0.1%以上含有する必要があるが、過剰に含有すると、硬質相の生成や粒界脆化等により母材韌性や溶接部の韌性、さらに溶接割れ性など劣化させるため、材質上許容できる範囲で上限を3%とした。

【0030】Alは脱酸、加熱オーステナイト粒径の細粒化等に有効な元素であるが、効果を発揮するためには0.001%以上含有する必要がある。一方、0.1%を超えて過剰に含有すると、粗大な酸化物を形成して延性を極端に劣化させるため、0.001%～0.1%の範囲に限定する必要がある。

【0031】NはAlやTiと結びついてオーステナイト粒微細化に効果的に働くため、微量であれば機械的特性向上に有効である。また、工業的に鋼中のNを完全に除去することは不可能であり、必要以上に低減することは製造工程に過大な負荷をかけるため好ましくない。そのため、工業的に制御が可能で、製造工程への負荷が許容できる範囲として下限を0.001%とする。過剰に含有すると、固溶Nが増加し、延性や韌性に悪影響を及ぼす可能性があるため、許容できる範囲として上限を0.01%とする。

【0032】Pは不純物元素であり、鋼の諸特性に対して有害であるため、極力低減する方が好ましいが、本発明においては、実用上悪影響が許容できる量として、上限を0.02%とする。

【0033】Sも基本的には不純物元素であり、特に鋼の延性、韌性さらには疲労特性に悪影響が大きいため、

低減が好ましい。実用上、悪影響が許容できる量として、上限を0.01%に限定する。ただし、Sは微量範囲では、微細硫化物を形成して溶接熱影響部(HAZ)韌性向上に寄与するため、HAZ韌性を考慮する場合は、0.0005~0.005%の範囲で添加することは好ましい。

【0034】以上が本発明の厚鋼板の基本成分の限定理由であるが、本発明においては、強度・韌性の調整のために、必要に応じて、Ni、Cu、Cr、Mo、W、Ti、V、Nb、Zr、Ta、Bの1種又は2種以上を含有することができる。

【0035】Niは母材の強度と韌性を同時に向上でき、非常に有効な元素であるが、効果を発揮するためには0.01%以上の添加が必要である。Ni量が増加するほど母材の強度・韌性を向上させるが、6%を超えるような過剰な添加では、効果が飽和する一方で、HAZ韌性や溶接性の劣化を生じる懸念があり、また、高価な元素であるため、経済性も考慮して、本発明においてはNiの上限を6%とする。

【0036】CuもNiとほぼ同様の効果を有する元素であるが、効果を発揮するためには0.01%以上の添加が必要であり、1.5%超の添加では熱間加工性やHAZ韌性に問題を生じるため、本発明においては、0.01~1.5%の範囲に限定する。

【0037】Crは固溶強化、析出強化により強度向上に有効な元素であり、効果を生じるためには0.01%以上必要であるが、Crは過剰に添加すると焼き入れ硬さの増加、粗大析出物の形成等を通して、母材やHAZの韌性に悪影響を及ぼすため、許容できる範囲として、上限を2%に限定する。

【0038】Mo、WもCrと同様に、固溶強化、析出強化によって強度を高めるに有効な元素であるが、各々、効果を発揮でき、他特性に悪影響を及ぼさない範囲として、Mo、Wともに、0.01~2%に限定する。

【0039】Tiはオーステナイト中に安定なTiNを形成して母材だけでなくHAZの加熱オーステナイト粒径微細化に寄与するため、強度向上に加えて韌性向上にも有効な元素である。ただし、その効果を発揮するためには、0.003%以上含有させる必要がある一方、0.1%を超えて過剰に含有させると、粗大なTiNを形成して韌性を逆に劣化させるため、本発明においては、0.003~0.1%の範囲に限定する。

【0040】Vは析出強化により母材の強度向上に有効な元素であるが、効果を発揮するためには0.005%以上必要である。添加量が多くなるほど強化量も増加するが、それに伴って、母材韌性、HAZ韌性が劣化し、かつ、析出物が粗大化して強化の効果も飽和する傾向となるため、強化量に対して韌性劣化が小さい範囲として、上限を0.5%とする。

【0041】Nbは析出強化及び変態強化により微量で

高強度化に有効な元素であり、また、オーステナイトの加工・再結晶挙動に大きな影響を及ぼすため、母材韌性向上にも有効である。さらには、HAZの疲労特性向上にも有効である。効果を発揮するためには、0.003%以上は必要である。ただし、0.2%を超えて過剰に添加すると、韌性を極端に劣化させるため、本発明においては、0.003~0.2%の範囲に限定する。

【0042】Zrも主として析出強化により強度向上に有効な元素であるが、効果を発揮するためには0.003%以上必要である。一方、0.1%を超えて過剰に添加すると粗大な析出物を形成して韌性に悪影響を及ぼすため、上限を0.1%とする。

【0043】TaもNbと同様の効果を有し、適正量の添加により強度、韌性の向上に寄与するが、0.005%未満では効果が明瞭には生ぜず、0.2%を超える過剰な添加では粗大な析出物に起因した韌性劣化が顕著となるため、範囲を0.005~0.2%とする。

【0044】Bは極微量で焼入性を高める元素であり、高強度化に有効な元素である。Bは固溶状態でオーステナイト粒界に偏析することによって焼入性を高めるため、極微量でも有効であるが、0.0002%未満では粒界への偏析量を十分に確保できないため、焼入性向上効果が不十分となったり、効果にばらつきが生じたりしやすくなるため好ましくない。一方、0.005%を超えて添加すると、鋼片製造時や再加熱段階で粗大な析出物を形成する場合が多いため、焼入性向上効果が不十分となったり、鋼片の割れや析出物に起因した韌性劣化を生じる危険性も増加する。そのため、本発明においては、Bの範囲を0.0002~0.005%とする。

【0045】さらに、本発明においては、延性の向上、継手韌性の向上のために、必要に応じて、Mg、Ca、REMの1種又は2種以上を含有することができる。

【0046】Mg、Ca、REMはいずれも硫化物の熱間圧延中の展伸を抑制して延性特性向上に有効である。酸化物を微細化させて継手韌性の向上にも有効に働く。その効果を発揮するための下限の含有量は、Mgは0.0005%、Caは0.0005%、REMは0.005%である。一方、過剰に含有すると、硫化物や酸化物の粗大化を生じ、延性、韌性、さらに疲労特性の劣化を招くため、上限を各々、Mg、Caは0.01%、REMは0.1%とする。

【0047】以上が、本発明の基本要件である、ミクロ組織と化学組成の限定理由である。加えて、本発明においては、本発明の組織要件を満足させるための適切な製造方法についても提示する。ただし、本発明のミクロ組織については、その達成手段を問わず効果を発揮するものであり、本発明の、請求項1~3に記載の疲労強度に優れた厚鋼板の製造方法は、請求項4、5に示した方法に限定されるものではない。

【0048】本発明鋼において提示した製造方法は、本

発明の化学組成を有する鋼片を、 AC_3 変態点～1250°Cに再加熱し、開始温度が850°C以下、終了温度が Ar_3 変態点以上で、累積圧下率が30%以上の圧延を含み、全圧下比が5以上以上の熱間圧延を行い、500°C以下まで5°C/s以下の冷却速度で冷却した後、さらに(AC_1 変態点+30°C)～(AC_3 変態点-50°C)に再加熱し、400°C以下まで5～100°C/sで冷却し、必要に応じて、250～600°Cで焼戻すことを特徴とする。以下、製造方法の種々限定理由について詳細に説明する。

【0049】先ず、熱間圧延に先立って、鋼片を AC_3 変態点～1250°Cに再加熱する。再加熱温度が AC_3 変態点未満では、均一なオーステナイト化がなされず、未変態領域が不均一に残存し、最終的な組織形態の制御を阻害するため、好ましくない。また、析出物形成元素を含有する場合には、該元素の溶体化が十分でなく、強度上昇や韌性改善に有効に活用されない恐れが生じる。一方、加熱温度が1250°C超では加熱オーステナイト粒径が過度に粗大化する恐れがあり、その場合、熱間圧延によっても粗大オーステナイト組織が解消されず、最終組織において、本発明の要件、特に、①の平均フェライト粒径20μm以下、と④の硬質第二相の平均アスペクト比10以上を満足できない可能性が大きい。以上の理由によって、本発明においては、鋼片の再加熱温度を AC_3 変態点～1250°Cに限定する。

【0050】鋼片を AC_3 変態点～1250°Cに再加熱した後、熱間圧延を施すが、本発明における熱間圧延の要件は、全圧下比(鋼片厚/鋼板厚)が5以上で、開始温度が850°C以下、終了温度が Ar_3 変態点以上で、累積圧下率が30%以上の圧延を含むことにある。全圧下比を5以上とすることは、硬質第二相の組織形態を制御する上での要件であり、開始温度が850°C以下、終了温度が Ar_3 変態点以上で、累積圧下率が30%以上の圧延を含むことは、硬質第二相の組織形態を制御するためと、フェライト粒径を20μm以下に制御するためには必要な条件である。なお、本発明で言うところの鋼片とは、鋳造・造塊ままインゴット、インゴットを分塊圧延により鋼片となしたもの、連続鋳造により製造された鋼片を包含する。

【0051】硬質第二相は、最終的には、熱間圧延の後の熱処理の段階で形成されるが、熱処理の加熱段階でオーステナイト化し、その後の冷却段階で硬質第二相に変態する領域は、ほぼ圧延時にCが濃化していた第二相領域と対応する。従って、硬質第二相の形態は熱処理前の圧延段階で形成されている、種々の第二相、すなわち、ペイナイト、マルテンサイトに限らず、パーライトも含む第二相の形態でほぼ決定づけられる。本発明における圧延に関する要件は、熱処理前の第二相のアスペクト比を十分大きくして、熱処理後の硬質第二相のアスペクト比を確実に10以上とするための要件である。

【0052】すなわち、熱間圧延時に形成される第二相は、フェライト変態が先行する程度の冷却速度であれば、合金組成の増加したミクロ偏析に沿って形成され、圧延によって、鋼片段階ではランダムに分布していたミクロ偏析部が圧延方向に平行にバンド状に伸張する。また、バンド状組織は、ミクロ偏析の状態が同じであれば、フェライト変態が促進されて未変態オーステナイトへCがより濃化することによって、より強調される。

【0053】ミクロ偏析部を圧延方向に伸張させるためには、全圧下比を規定すればよく、開始温度が850°C以下、終了温度が Ar_3 変態点以上で、累積圧下率が30%以上の圧延を含み、圧延後500°C以下まで5°C/s以下の冷却速度で冷却する条件の下では、全圧下比を5以上とすれば、最終組織の硬質第二相の平均アスペクト比を確実に10以上とすることができる。

【0054】開始温度が850°C以下、終了温度が Ar_3 変態点以上で、累積圧下率が30%以上の圧延は、フェライト変態を促進することによって、最終組織の平均フェライト粒径を20μm以下にするためと、熱間圧延段階でのバンド組織をより強調するために必要な条件で、再結晶オーステナイトを細粒化するか、未再結晶状態で加工歪を導入することで、フェライトを細粒化し、かつフェライト変態を促進する。開始温度を850°C以下とするのは、開始温度が850°C超では、化学組成によっては再結晶オーステナイトが細粒化しないか、あるいは、未再結晶オーステナイトとならないため、フェライト細粒化とフェライト変態を促進する効果が小さいためである。また、終了温度を Ar_3 変態点以上とするのは、終了温度が Ar_3 変態点未満であると、オーステナイト/フェライト二相域での圧延となって、加工フェライトを含む組織となり、韌性に好ましくなく、また、最終の熱処理時に、加工フェライトからランダムにオーステナイトが核生成されてバンド状組織の形成が阻害されるためである。

【0055】開始温度が850°C以下、終了温度が Ar_3 変態点以上の圧延における累積圧下率は30%以上とする。累積圧下率が30%未満であると、再結晶によるオーステナイトの細粒化が不十分となるため、また、未再結晶域圧延となる場合には、加工歪の量が不十分なため、フェライトの細粒化が不十分となる。また、フェライト変態の促進も不十分となり、結果、アスペクト比の大きいバンド組織の形成が不十分となり、最終的な硬質第二相の平均アスペクト比が十分大きくならない恐れがある。

【0056】なお、熱間圧延において、開始温度が850°C以下、終了温度が Ar_3 変態点以上で、累積圧下率が30%以上の圧延を含んでいれば、板厚の調整のために、また、本発明の要件である、全圧下比を確保するために、別に850°C超での熱間圧延を含むことは許容される。本発明の要件を満足していれば、850°C超での

圧延を含んでいても、本発明の目的とする、疲労強度や、構造材料の基本特性である強度や韌性に悪影響を及ぼすことはない。一方、開始温度が850°C以下、終了温度がAr₃変態点以上で、累積圧下率が30%以上の圧延を含んでいる場合でも、Ar₃変態点未満の圧延をさらに行なうことは、前述した理由から明らかのように、悪影響を及ぼす場合がある。ただし、Ar₃変態点未満の圧延も、累積圧下率が30%未満であれば、本発明の組織要件形成や材質への悪影響はほとんどないため許容される。

【0057】本発明の製造方法においては、熱間圧延後引き続いて、さらに、500°C以下まで5°C/s以下の冷却速度で冷却することを必要とする。該冷却条件も最終の熱処理前の圧延段階での組織において、バンド状組織を明確に形成するための条件である。すなわち、冷却速度が5°C/sを超えて大となると、開始温度が850°C以下、終了温度がAr₃変態点以上で、累積圧下率が30%以上の圧延によってフェライトの生成促進をあらかじめ図っていても、化学組成によっては、フェライトの生成が十分でなく、その結果、アスペクト比の大きいバンド組織の形成が阻害されるためである。ただし、500°C以下になればフェライトの変態及びバンド組織の形成はほぼ完了しているため、該冷却速度の制御は500°C以下まで構わない。500°C以下の冷却は、加速冷却でも、空冷でも、あるいは徐冷でも構わない。

【0058】本発明の製造方法においては、本発明の化学組成を有する鋼片を、Ar₃変態点～1250°Cに再加熱し、開始温度が850°C以下、終了温度がAr₃変態点以上で、累積圧下率が30%以上の圧延を含み、全圧下比が5以上の熱間圧延を行い、500°C以下まで5°C/s以下の冷却速度で冷却した後、さらに、再加熱温度が(Ar₁変態点+30°C)～(Ar₃変態点-50°C)で、400°C以下まで5～100°C/sで冷却する熱処理を施す。該熱処理は、最終的な鋼板組織中に、ベイナイトあるいはマルテンサイトあるいは両者の混合組織からなり、平均ビッカース硬さが230以上で、平均アスペクト比が10以上の硬質第二相を10～70%形成するための工程である。

【0059】熱処理に先立つ、熱間圧延によって、平均フェライト粒径が20μm以下で、第二相がアスペクト比の大きいバンド状組織となった組織が形成されるが、この段階では、第二相は必ずしも疲労強度向上に有効な、本発明を満足する硬質第二相にはなっていない。そこで、熱処理によって、フェライトを細粒に保ったまま第二相を必要な特性、形態を持ったものに変化させる。

【0060】圧延段階で形成された細粒フェライトの極端な粗大化を招かずに、第二相のみを変態を利用して、硬質第二相とするためには、二相域に再加熱して、フェライトとオーステナイトの二相組織とし、再加熱後、

適正な冷却速度で冷却することによって、該オーステナイト相をベイナイトあるいはマルテンサイトあるいは両者の混合組織からなる硬質第二相に変態させる。その際、再加熱温度は(Ar₁変態点+30°C)～(Ar₃変態点-50°C)とする必要がある。再加熱温度が(Ar₁変態点+30°C)未満であると、加熱段階でオーステナイト相に逆変態する割合が過少となり、硬質第二相を確実に10%以上確保することができない場合が生じる。一方、再加熱温度が(Ar₃変態点-50°C)を超えて高くなりすぎると、ア) 加熱段階でオーステナイト相に逆変態する割合が過大となるため、硬質第二相の割合が70%超となる、イ) 硬質第二相へのC濃化量が不十分で、硬質第二相の硬さが過少となる、ウ) 硬質第二相のバンド状組織形態が崩れ、硬質第二相のアスペクト比を10以上にすることが困難となる、エ) フェライトが粒成長して平均粒径が20μmを超える等の様々な悪影響を生じる。以上の理由により、本発明では、最終の熱処理における再加熱温度を(Ar₁変態点+30°C)～(Ar₃変態点-50°C)に限定する。なお、(Ar₁変態点+30°C)～(Ar₃変態点-50°C)での保持時間は、工業的な範囲では特に規定する必要はないが、極端に長時間の保持は、特性向上に特別有利な点はなく、生産性が低下する上、フェライト粒径の粗大化の懸念もあるため、保持時間は10h以内程度にすることが推奨される。

【0061】(Ar₁変態点+30°C)～(Ar₃変態点-50°C)に再加熱した後、加熱段階でオーステナイト化した領域の全体あるいは一部を、本発明の要件となっているところの、平均ビッカース硬さが230以上で、平均アスペクト比が10以上の、ベイナイトあるいはマルテンサイトあるいは両者の混合組織からなる硬質第二相に変態させるために、400°C以下まで、5～100°C/sで冷却する。すなわち、本発明の化学組成範囲においては、冷却速度が5°C/s未満では平均ビッカース硬さが230以上の硬質第二相を形成できない場合が生じる。冷却速度は、5°C/s以上であれば、大きいほど好ましいが、100°C/s超では、加速冷却の効果が飽和するのと、鋼板を100°C/s超で均一に冷却することが工業的に容易でないため、本発明では、冷却速度を5～100°C/sに限定する。この冷却速度の制御は、オーステナイトからベイナイト、あるいはマルテンサイトへの変態がほぼ完了するまで行う必要がある。そのため、本発明では、400°C以下まで5～100°C/sで冷却することとする。400°C未満の冷却については、硬質第二相の形態や、硬さに対する影響は非常に小さく、特に限定する必要はないが、400°C近傍を極端に徐冷すると、粗大析出物の形成による韌性劣化や、粒界脆化を助長する恐れがあるため、400～200°Cでの平均冷却速度が1°C/分以下の極端な徐冷は避ける方が好ましい。

【0062】以上が、本発明における製造方法に関する基本要件の限定理由であるが、強度調整や残留応力低減の目的で、二相域熱処理後にさらに焼戻しを施すことができる。ただし、焼戻し温度は250～600°Cに限定する。これは、焼戻し温度が250°C未満では、焼戻し効果が明確でなく、一方、600°C超では硬質第二相の軟化が大きく、ビッカース硬さが230未満となる可能性が大きくなるためである。焼戻しの保持時間、冷却条件は、焼戻し効果の享受と硬質第二相の硬さの確保とが両立する範囲であれば、特に規定する必要はないが、500°C以上で焼戻す場合は、硬質第二相の軟化の懸念が大きいため、保持時間は10h以内の短時間に止める方が好ましい。

【0063】次に、本発明の効果を実施例によってさら

に具体的に述べる。

【0064】

【実施例】実施例に用いた供試鋼の化学組成を表1に示す。各供試鋼は造塊後、分塊圧延により、あるいは連続鋳造により鋼片となしたものである。表1の内、鋼片番号1～10は本発明の化学組成範囲を満足しており、鋼片番号11～15は本発明の化学組成範囲を満足していない。表1には合わせて加熱変態点(AC_1 、 AC_3)を示すが、これは、昇温速度が5°C/min.のときの実測値であるが、表3に示す、鋼板の熱処理における実際の昇温条件での変態点とほぼ合致している。

【0065】

【表1】

番号	鋼片	化学成分(mass%)														加熱変態点(°C)								
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cu	Ni	Cr	Mo	W	Nb	Ta	V	Ti	Zr	B	Mg	Ca	REM	AC ₁	AC ₃
1	0.17	0.50	0.87	0.013	0.004	0.047	0.0038	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	730	665	
2	0.12	0.28	1.02	0.010	0.003	0.031	0.0021	-	-	-	-	-	0.008	-	-	0.010	-	-	-	-	-	725	875	
3	0.11	0.27	1.60	0.010	0.003	0.031	0.0019	-	-	-	-	-	0.005	-	-	0.011	-	-	-	-	-	725	860	
4	0.12	0.27	1.00	0.011	0.002	0.027	0.0025	-	0.50	-	-	-	0.008	-	-	0.010	-	-	-	-	-	730	860	
5	0.04	0.31	1.48	0.014	0.003	0.033	0.0029	0.21	0.25	-	-	-	0.016	-	-	0.009	-	-	-	-	0.0023	-	720	890
6	0.10	0.19	1.07	0.008	0.002	0.026	0.0031	-	-	0.05	-	-	0.026	-	-	0.048	0.015	-	-	-	0.0056	-	730	875
7	0.07	0.31	1.01	0.009	0.003	0.042	0.0045	0.26	0.99	0.27	0.40	-	-	-	0.056	-	0.006	0.0011	-	-	-	720	886	
8	0.14	0.15	0.55	0.005	0.002	0.024	0.0036	-	-	0.75	-	0.23	-	0.078	0.210	-	-	-	0.0006	-	-	745	880	
9	0.08	0.35	0.74	0.008	0.003	0.068	0.0028	0.28	1.63	0.51	0.44	-	0.009	-	0.086	0.006	-	0.0016	0.0007	0.0016	0.0072	715	870	
10	0.09	0.26	2.05	0.005	0.001	0.037	0.0039	-	2.11	-	-	-	0.056	-	-	0.005	-	-	0.0013	0.00084	0.0084	680	815	
11	0.01	0.28	1.64	0.012	0.004	0.041	0.0033	-	-	-	-	-	0.016	-	-	0.016	-	-	-	-	-	730	910	
12	0.33	0.32	1.46	0.016	0.003	0.028	0.0021	-	-	0.14	-	-	0.012	-	-	0.010	-	-	-	-	-	715	805	
13	0.12	0.09	3.12	0.012	0.005	0.036	0.0030	0.15	0.14	-	-	-	-	-	-	-	0.002	-	0.0015	-	695	810		
14	0.16	0.33	1.50	0.029	0.005	0.037	0.0045	-	-	-	-	-	0.010	-	-	0.011	-	-	-	-	-	720	855	
15	0.14	0.37	1.45	0.012	0.021	0.037	0.0034	-	-	-	-	-	0.007	-	-	0.010	-	-	-	-	-	725	860	

【0066】表1の化学組成の鋼片を、表2に示す条件の熱間圧延、表3に示す条件の熱処理、さらに一部は焼戻しを施して、板厚25mm又は50mmの鋼板に製造し、室温の引張特性、2mmVノッチシャルピー衝撃特性、さらに溶接継手の疲労特性を調査した。引張試験片及びシャルピー衝撃試験片は板厚中心部から圧延方向に直角(C方向)に採取した。引張特性は室温で測定し、

シャルピー衝撃特性は50%破面遷移温度(vTrs)で評価した。疲労試験は、構造物の溶接止端部から疲労き裂が発生し、母材部を伝播する場合の疲労特性を評価するために、図1に示す廻し溶接継手について行った。試験片は、鋼板から鋼板長手方向長さ:300mm、幅方向長さ:80mm、板厚:25mm(25mm厚材については全厚、50mm厚材については表面から採

取) のサイズで試験板を採取し、幅: 10mm、長さ: 30mm、高さ: 30mmのリブ板を炭酸ガス溶接(Co2溶接)により、試験板の中央に廻し溶接で溶接した。この際の炭酸ガス溶接は、化学組成が、C: 0.06mass%、Si: 0.5mass%、Mn: 1.4mass%、である1.4mm径の溶接ワイヤを用いて、電流: 270A、電圧: 30V、溶接速度: 20cm/min. で行った。疲労試験は、荷重支点Pのスパンを、下スパン: 70mm、上スパン: 220mmとして、最大荷重(Pmax): 5500kgfで応力比(R): 0.1の繰り返し応力負荷を加え、疲労寿命を測定した。

m/min. で行った。疲労試験は、荷重支点Pのスパンを、下スパン: 70mm、上スパン: 220mmとして、最大荷重(Pmax): 5500kgfで応力比(R): 0.1の繰り返し応力負荷を加え、疲労寿命を測定した。

【0067】

【表2】

区分	鋼板番号	鋼片番号	鋼片厚(mm)	鋼片加熱・圧延条件											
				再加熱温度(°C)	粗圧延条件(注1)			仕上げ圧延条件(注2)			冷却条件(注4)			全圧下比	
本 器 例	A1	1	200	950	-	-	-	850	88	820	780	AC	0.7	-	8
	A2	2	200	1160	1060	50	980	880	75	800	795	AC	0.7	-	8
	A3	3	250	1150	1050	50	960	840	80	780	760	AC	0.7	-	10
	A4	4	250	1150	1050	50	950	840	80	800	770	AC	0.7	-	10
	A5	5	150	1050	-	-	-	850	88	780	770	AC	0.7	-	6
	A6	6	200	1200	1080	50	1000	840	75	800	795	AC	0.7	-	8
	A7	7	300	1250	1080	33	1020	850	75	800	780	AcC	4	<100	6
	A8	8	150	950	-	-	-	850	88	820	815	AC	0.7	-	6
	A9	9	300	1200	1050	67	930	840	50	800	710	AcC	4	<100	6
	A10	10	200	800	-	-	-	800	88	750	610	AC	0.7	-	8
	A11	4	250	1150	1050	50	840	840	80	800	770	AC	0.7	-	10
	A12	7	300	1250	1060	58	1000	890	80	780	725	AC	0.7	-	12
	A13	7	300	1250	1060	58	1000	830	80	780	725	AC	0.7	-	12
比較例	B1	11	200	1150	1020	69	980	850	60	790	780	AC	0.7	-	8
	B2	12	200	1150	1030	50	980	840	75	750	700	AC	0.7	-	8
	B3	13	200	1250	1080	50	1020	840	75	780	625	AC	0.7	-	8
	B4	14	200	1150	1000	50	960	850	75	780	745	AC	0.7	-	8
	B5	15	200	1150	980	50	930	830	75	780	760	AC	0.7	-	8
	B6	4	150	1150	1050	50	950	840	80	800	770	AC	0.7	-	10
	B7	4	150	1150	1050	50	950	840	80	800	770	AC	0.7	-	10
	B8	5	150	1050	-	33	-	850	50	790	775	AC	0.7	-	3
	B9	5	150	1050	-	-	-	850	88	780	770	AC	0.7	-	6
	B10	6	200	1250	1060	88	900	-	-	-	790	AC	0.7	-	8
	B11	6	200	1200	1060	50	960	850	75	310	795	AcC	15	<100	8

【0068】

【表3】

区分	鋼片番号	鋼板板厚 (mm)	熱処理条件			焼戻し温度 (°C) (注6)
			加熱温度 (°C)	冷却速度 (°C/s) (注5)	冷却停止温度 (°C)	
本発明例	A1	25	800	15	<100	-
	A2	25	780	15	350	-
	A3	25	780	15	350	-
	A4	25	780	15	<100	-
	A5	25	760	15	<100	-
	A6	25	775	15	400	-
	A7	50	775	10	<100	500
	A8	25	800	15	<100	500
	A9	50	750	10	300	570
	A10	25	750	15	300	-
	A11	25	760	15	<100	-
	A12	25	775	10	<100	500
	A13	25	775	10	<100	-
比較例	B1	25	775	15	<100	-
	B2	25	750	15	250	-
	B3	25	750	15	400	550
	B4	25	775	15	350	-
	B5	25	775	15	350	-
	B6	25	930	15	350	-
	B7	25	650	15	<100	-
	B8	50	750	15	<100	-
	B9	25	750	AC(0.7)	-	-
	B10	25	800	15	400	-
	B11	25	800	15	400	-

【0069】表2、3における注)は以下の通りである。

注1) 本発明で必須の、「850°C以下、終了温度A

以上、累積圧下率30%以上の圧延」に先立つ圧延
注2) 本発明で必須の「850°C以下、終了温度A r
以上、累積圧下率30%以上の圧延」及び比較例において本圧延に対応する条件での圧延

注3) 圧延後、空冷での実測値

注4) 手段は空冷(A.C.)または加速冷却(A.C.). 空冷の場合は全て室温まで冷却。冷却速度は圧延終了から500°Cまでの平均。

注5) 加熱温度から冷却停止温度までの平均。

注6) 焼戻しの保持は、30分~2時間の範囲。冷却は全て空冷。

【0070】鋼板の組織形態(フェライト粒径、硬質第二相の種類、割合、ビッカース硬さ、アスペクト比)と機械的性質を表4に示す。なお、組織の定量は、鋼板長手方向に平行な板厚断面において、表面下1mm、板厚の1/4、板厚中心部の光学顕微鏡組織を撮影し、各位置での平均フェライト粒径、硬質第二相の割合、アスペクト比を求め、3観察位置の平均値を示した。硬質第二相の硬さは、表面下1mm、板厚の1/4、板厚中心部、各位置で荷重5~10gのマイクロビッカース硬さを10点以上測定し、各位置での平均値をさらに平均した。

【0071】

【表4】

区分	鋼板番号	鋼片番号	ミクロ組織(注7)					引張特性		シャルピーテンション試験値 (Trs) (注10)	疲労寿命 (cycle) (注11)		
			平均フェライト粒径 (μm)	硬質第二相(注8)				降伏応力 (MPa)	引張強度 (MPa)				
				種類 (注9)	割合 (%)	ビッカース硬さ	アスペクト比						
本発明例	A1	1	10.2	B+M	59	265	26	453	645	-42	1334782		
	A2	2	9.4	B	29	345	28	398	559	-39	1306481		
	A3	3	8.9	B+M	34	412	41	475	673	-46	1668813		
	A4	4	9.0	B+M	40	345	40	466	647	-40	1475230		
	A5	5	11.6	B+M	23	281	19	321	464	-43	1198752		
	A6	6	9.7	B	35	268	29	383	517	-42	1203745		
	A7	7	14.5	B+M	38	321	17	424	601	-58	1638264		
	A8	8	10.5	B+M	47	264	20	402	578	-38	1376427		
	A9	9	13.3	B+M	27	386	16	467	634	-40	1668003		
	A10	10	8.6	M	64	519	26	759	1105	-56	1746522		
	A11	4	9.3	B+M	27	538	46	485	703	-36	1729916		
	A12	7	10.1	B+M	38	319	55	428	598	-64	1705568		
	A13	7	10.1	B+M	38	351	55	447	638	-37	1850026		
比較例	H1	11	16.9	P+E	29	198	23	310	422	-29	254661		
	H2	12	9.2	M	45	811	30	827	1256	27	890123		
	H3	13	7.8	M	61	378	24	613	871	17	764795		
	H4	14	9.6	B+M	48	437	26	586	825	34	597428		
	H5	15	9.7	B+M	42	419	26	531	764	-1	294680		
	H6	4	-	B+M	100	190	-	429	621	-11	194236		
	H7	4	9.2	P	15	201	39	320	426	-27	136784		
	H8	5	15.6	B+M	23	281	8	384	463	-25	561239		
	H9	5	11.4	P	23	205	20	308	416	-31	156347		
	H10	6	21.7	B	62	258	19	459	647	-2	1003674		
	H11	6	9.6	B	62	260	7	475	651	-30	791268		

注7) 鋼板長手方向に平行な板厚断面の表面下1mm、板厚の1/4、板厚中心部各々で測定した値の平均値

注8) 硬質第二相の硬さは、上記位置各々において、荷重5~10gのマイクロビッカース硬さを10点以上測定し、平均値を求めた

注9) B:ベーパイト、M:マルテンサイト、P:ペーライト

注10) 2mmVノッチシャルピー衝撃試験の50%破面遷移温度

注11) 焼接接合部の曲げ疲労試験における疲労破断寿命

【0072】表2~4の内の鋼板番号A1~A13は、本発明の化学組成と組織に関する要件を全て満足してい

る鋼板であり、いずれも構造用鋼として必要な強度、韌性(2mmVノッチシャルピー衝撃特性)を有している

だけでなく、良好な継手疲労特性も有していることが明らかである。

【0073】一方、鋼板番号B1～B11は、本発明のいずれかの要件を満足していない、比較の鋼板であり、本発明の鋼板に比べて、継手疲労特性や韌性が劣っていることが明白である。

【0074】鋼板番号B1～B5は、化学組成が本発明を満足していないために、本発明の組織要件を満足できないか、あるいは本発明の組織要件を満足しているにも関わらず、良好な特性を達成できなかった例である。

【0075】すなわち、鋼板番号B1は、C量が過少なため、硬質第二相の焼入性が低く、全面的にパーライトとベイナイトとの混合組織となり、硬質第二相の硬さが本発明の下限よりも低くなっている。そのため、本発明の鋼板に比べて継手疲労特性が大きく劣っている。

【0076】鋼板番号B2は、逆にC量が過剰な比較例であり、硬質第二相の硬さが過剰で非常に脆いため、韌性が極めて劣位である。継手疲労特性は比較的良好であるが、疲労試験においても硬質相が脆性破壊する影響で、本発明に比べて、継手疲労特性は若干劣る。

【0077】鋼板番号B3、B4は、各々Mn量、P量が過剰なため、特に韌性の劣化が著しい。また、韌性の劣化に起因して、継手疲労試験においても、フェライト相、硬質相での脆性破壊が一部生じるために、本発明に比べて、継手疲労特性は劣る。

【0078】鋼板番号B5も、S量が過剰なため、韌性、継手疲労特性が本発明に比べて劣る。特に継手疲労特性の劣化が大きい。

【0079】鋼板番号B6～B11は、化学組成は本発明を満足しているものの、組織要件が本発明を満足していないために、継手疲労特性が劣っているか、韌性が構造用鋼として十分でない例である。

【0080】すなわち、鋼板番号B6は、最終の熱処理の加熱温度がAC₃変態点超と、本発明の製造方法の上限を超えていたため、フェライト相が残存せず、加速冷却後の組織が全面ベイナイトとマルテンサイトの混合組織となり、フェライトと硬質第二相との二相組織とはなっていないため、継手疲労特性の改善が全く認められない。

【0081】一方、鋼板番号B7は、最終の熱処理の加熱温度が本発明の製造方法の下限未満のため、加熱段階

において硬質相形成に必要な一定量のオーステナイト化がなされず、その結果、最終組織中に、本発明で必須のベイナイト、マルテンサイトから構成され、硬さが230以上の硬質第二相が形成されず、継手疲労特性が本発明に比べて極めて低い。

【0082】また、鋼板番号B8は、全圧下比が小さいために、硬質第二相のアスペクト比が過小で、本発明を満足しておらず、本発明に比べて継手疲労特性が劣る。

【0083】鋼板番号B9は、最終の熱処理の冷却速度が小さいため、硬質第二相の硬さが過小で、き裂伝播抑制に有効に機能せず、従って、継手疲労特性が顕著に劣る。

【0084】鋼板番号B10は、熱間圧延において、850°C以下から開始する圧延行っていないため、フェライト粒界が本発明の範囲をはずれて過大であるため、韌性が劣り、また、硬質第二相の層状化が助長されないため、同程度の全圧下比で圧延された本発明鋼に比べて、硬質第二相のアスペクト比が本発明の範囲内ではあるが、わずかに小さくなっている、継手疲労特性は、比較例に比べれば十分優れているが、他の組織要件が類似の本発明鋼に比べてわずかながら劣る。

【0085】鋼板番号B11は熱間圧延後に冷却速度の大きい加速冷却を施したために、圧延終了段階での第二相の層状化がほとんどなされておらず、そのため、最終熱処理後の硬質第二相のアスペクト比が過小となって、継手疲労特性が改善されていない。

【0086】以上の実施例から、本発明によれば、構造用鋼として十分高い韌性を確保しながら、優れた継手疲労特性を得ることが可能であることが明白である。

【0087】

【発明の効果】本発明は疲労強度が必要とされる溶接構造部材に用いられる、引張強さが400 MPa級以上の厚鋼板において、従来、溶接部では向上が困難とされてきた、継手疲労特性の向上を特殊な合金元素や複雑な製造プロセスに頼ることなく製造できる点で、産業上の有用性は極めて大きい。

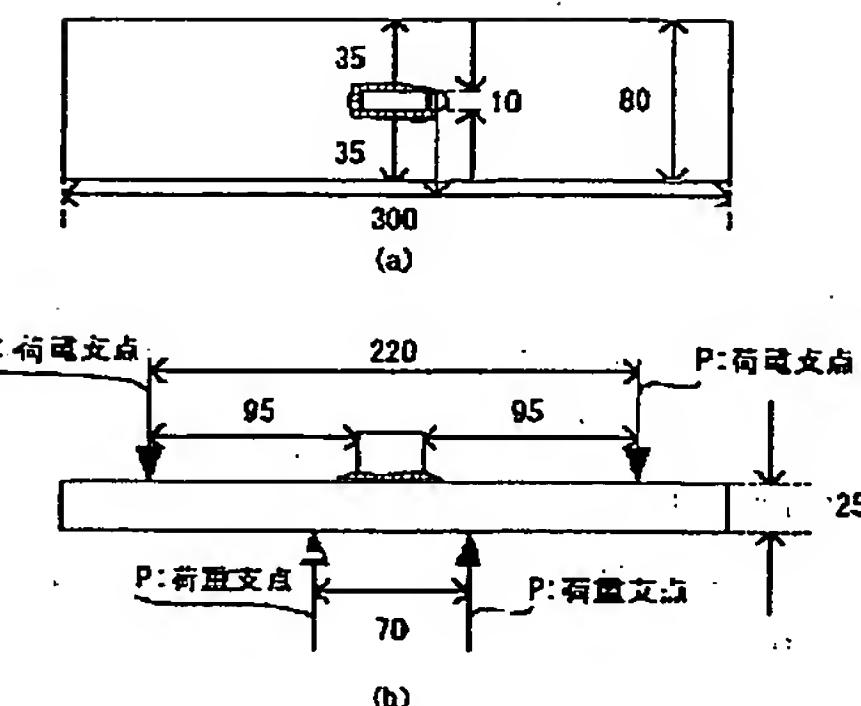
【図面の簡単な説明】

【図1】溶接継手疲労特性評価のための、廻し溶接4点曲げ試験方法の概念図である。

【符号の説明】

P：荷重支点

【図1】



フロントページの続き

(72)発明者 白幡 浩幸

大分市大字西ノ州1番地 新日本製鐵株式
会社大分製鐵所内

(72)発明者 小関 敏彦

富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技
術開発本部内

F ターム(参考) 4K032 AA01 AA02 AA04 AA05 AA08
AA14 AA15 AA16 AA17 AA19
AA20 AA21 AA22 AA23 AA24
AA27 AA29 AA31 AA32 AA33
AA35 AA36 AA37 AA39 AA40
BA01 CA01 CA02 CA03 CB01
CB02 CC03 CC04 CD01 CD02
CD05 CF02 CF03